

日本国特許庁
PATENT OFFICE
JAPANESE GOVERNMENT

09/771556
01/30/01
2

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed
with this Office.

出願年月日
Date of Application: 2000年 2月 8日

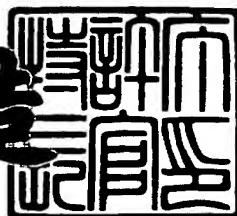
出願番号
Application Number: 特願2000-030763

出願人
Applicant(s): 日本ピラー工業株式会社

2000年12月 8日

特許庁長官
Commissioner,
Patent Office

及川耕造



出証番号 出証特2000-3103321

【書類名】 特許願
【整理番号】 P-121012
【提出日】 平成12年 2月 8日
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C30B 29/36
【発明者】
【住所又は居所】 兵庫県三田市下内神字打場541番地の1 日本ピラー
工業株式会社三田工場内
【氏名】 谷野 吉弥
【発明者】
【住所又は居所】 兵庫県三田市下内神字打場541番地の1 日本ピラー
工業株式会社三田工場内
【氏名】 谷下 保亟
【特許出願人】
【識別番号】 000229737
【氏名又は名称】 日本ピラー工業株式会社
【代理人】
【識別番号】 100072338
【弁理士】
【氏名又は名称】 鈴江 孝一
【電話番号】 06-6312-0187
【選任した代理人】
【識別番号】 100087653
【弁理士】
【氏名又は名称】 鈴江 正二
【電話番号】 06-6312-0187
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 003012
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9708647

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 単結晶SiC及びその育成方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 ミラー指数

【外1】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±10°に沿って切出した α -SiC単結晶基板の切出面と、 β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面とを重ね合わせた状態で、不活性ガス雰囲気中で熱処理することにより α -SiC単結晶基板に倣って β -SiC多結晶板に上記切出面方位の結晶方位を持つ単結晶が一体に育成されていることを特徴とする単結晶SiC。

【請求項2】 上記 β -SiC多結晶板として、熱化学蒸着法により板状に製作されたものを使用している請求項1に記載の単結晶SiC。

【請求項3】 ミラー指数

【外2】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±10°に沿って切出した α -SiC単結晶基板の切出面上に、 β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面を重ね合わせた状態で、これら α -SiC単結晶基板及び β -SiC多結晶板を不活性ガス雰囲気中で熱処理することにより、上記 α -SiC単結晶基板に倣って β -SiC多結晶板に上記切出面方位の結晶方位を持つ単結晶を一体に育成することを特徴とする単結晶SiCの育成方法。

【請求項4】 上記 β -SiC多結晶板として、熱化学蒸着法により板状に

製作されたものを使用する請求項3に記載の単結晶SiCの育成方法。

【請求項5】 上記 α -SiC単結晶基板の切出面の少なくとも片面及び上記 β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面の少なくとも片面は、それぞれRMS10オングストローム以下の平滑な鏡面に加工されている請求項3または4に記載の単結晶SiCの育成方法。

【請求項6】 上記熱処理温度は、2100~2300°Cの範囲に設定されている請求項3ないし5のいずれかに記載の単結晶SiCの育成方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、単結晶SiC及びその育成方法に関するもので、詳しくは、発光ダイオードや整流素子、スイッチング素子、增幅素子、光センサーなどの高温半導体電子素子の基板ウエハなどとして用いられる単結晶SiC及びその育成方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

SiC(炭化珪素)の単結晶体は、耐熱性および機械的強度に優れているだけでなく、不純物の添加によって電子や正孔の価電子制御が容易である上、広い禁制帯幅を持つ(因みに、6H型のSiC単結晶で約3.0eV、4H型のSiC単結晶で3.26eV)ために、Si(シリコン)やGaAs(ガリウムヒ素)などの既存の半導体材料では得ることができない優れた高温特性、高周波特性、耐圧特性、耐環境特性を実現することが可能で、次世代のパワーデバイス用半導体材料として注目され、かつ期待されている。

【0003】

ところで、この種のSiC単結晶の育成(製造)方法として、従来では、種結晶を用いた昇華再結晶法によってSiC単結晶を成長させる方法(改良レーリー法)がよく知られている。この改良レーリー法には、図3に示すように、種結晶として(0001)面を露出させた α -SiC単結晶基板10を使用し、この α -SiC単結晶基板10の(0001)面上にSiC単結晶11を気相成長によ

り育成させる最も一般的な方法と、図4に示すように、種結晶としてミラー指数
【外3】

(11 $\bar{2}$ 0)

に沿って切断した面を露出させた α -SiC単結晶基板12を使用し、この α -SiC単結晶基板12の切断露出面上に気相成長によりSiC単結晶13を一体に育成させる方法とがある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、上記した従来の育成方法は共に結晶成長速度が $1\text{ }\mu\text{m/h}$ r. と非常に低いだけでなく、昇華再結晶法によって得られたSiC単結晶にあっては、多くの欠陥が存在し品質面で十分満足できるものでなかった。特に、図3に示す一般的な方法で育成されるものでは、 α -SiC単結晶基板10で発生したマイクロパイプMが(0001)面上に気相成長されるSiC単結晶11にも引き継がれてc軸方向に成長し、品質の低下は避けられない。そこで、このように α -SiC単結晶基板10の(0001)面上に育成されたSiC単結晶11をミラー指数

【外4】

(11 $\bar{2}$ 0)

に沿って切断してウェハーなどとして使用することが考えられるが、誤差 0° に切断することは不可能であり、また、マイクロパイプMもc軸方向に完全に沿うものばかりでないために、切断したウェハーなどにもマイクロパイプが出現することは避けられない。

【0005】

一方、図4に示す育成方法では、気相によるバルク成長であって、切斷露出面上だけでなく、SiC単結晶部13'の横方向成長も付隨し、その結果、 α -SiC単結晶基板12で発生したマイクロパイプMが横方向へ成長するSiC単結晶部13'にも引き継がれることになり、育成されたSiC単結晶13が完全な結晶とならずマイクロパイプ欠陥の出現した品位の低い製品となることは不可避であり、このことが既述のようにSiやGaAsなどの既存の半導体材料に比べて多くの優れた特徴を有しながらも、その実用化を阻止する要因になっていた。

【0006】

本発明は上記実情に鑑みてなされたもので、単結晶基板の有するマイクロパイプの影響が引き継がれないようにして、歪み及びマイクロパイプ欠陥が出現しない高品位な単結晶SiC及びその育成方法を提供することを目的としている。

【0007】

【課題を解決するための手段】

上記目的を達成するために、請求項1に記載の発明に係る単結晶SiCは、ミラー指標

【外5】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±10°に沿って切出した α -SiC単結晶基板の切出面と、 β -SiC多結晶板のミラー指標(220)面とを重ね合わせた状態で、不活性ガス雰囲気中で熱処理することにより α -SiC単結晶基板に倣って β -SiC多結晶板に上記切出面方位の結晶方位を持つ単結晶が一体に育成されていることを特徴とするものであり、また、請求項3に記載の発明に係る単結晶SiCの育成方法は、ミラー指標

【外6】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±10°に沿って切出した α -SiC単結晶基板の切出面上に、 β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面を重ね合わせた状態で、これら α -SiC単結晶基板及び β -SiC多結晶板を不活性ガス雰囲気中で熱処理することにより、上記 α -SiC単結晶基板に倣って β -SiC多結晶板に上記切出面方位の結晶方位を持つ単結晶を一体に育成することを特徴とするものである。

【0008】

上記構成の請求項1及び請求項3に記載の発明によれば、 α -SiC単結晶基板の切出面と β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面とを重ね合わせることで、境界面の両側におけるSi原子とC原子の原子配置が同じであって、境界面での結晶成長条件がほぼ均一化されるとともに、相互間に亘ってマイクロパイプの影響を受けることが無くなる。そのために、不活性ガス雰囲気中の熱処理に伴い、 β -SiC多結晶板が境界面の全域からほぼ一齊かつ急速に α -SiCに転化される固相成長が生じ、マイクロパイプ欠陥はもとより、結晶成長速度の不揃いによる歪や結晶粒界の残留のない非常に高品位な単結晶SiCを育成させることが可能となる。

【0009】

ここで、上記 β -SiC多結晶板としては、熱化学蒸着法(以下、熱CVD法という)により板状に製作されたものを使用することが好ましい。この場合は、 β -SiC多結晶板自体が高純度でボイドなどの欠陥のないものであるから、 α -SiC単結晶基板の切出面と β -SiC多結晶板の(220)面との間に結晶粒界などが形成されず、一層高い品位の単結晶SiCを得ることができる。

【0010】

また、請求項3に記載の発明に係る単結晶SiCの育成方法において、上記 α -SiC単結晶基板の切出面の少なくとも片面及び上記 β -SiC多結晶板のミ

ラー指数 (220) 面の少なくとも片面を、それぞれ RMS 10 オングストローム以下の平滑な鏡面に加工することによって、両面を密着させて境界面に残留歪や結晶粒界を発生することがなく、またマイクロパイプ欠陥が殆ど存在しない高品位な単結晶 SiC を工業的規模で効率よくかつ安定に育成し供給することが可能である。

【0011】

【発明の実施の形態】

以下、本発明の実施の形態を図面にもとづいて説明する。

図1は本発明に係る単結晶 SiC の熱処理前の状態、すなわち、本発明に係る単結晶 SiC の断面構造を示す模式図であり、同図において、1は六方晶系 (6H型) の α -SiC 単結晶基板で、その表面である切出面 1a 上には、熱CVD法により製作された厚さ 1 mm の β -SiC 多結晶板 2 を重ね合わせている。

【0012】

上記 α -SiC 単結晶基板 1 は、昇華再結晶法などにより製作された α -SiC 単結晶バルク 1' を、図2に示すように、ミラー指数

【外7】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±1°に沿ってダイヤモンドカッターによって厚さ (t1) 0.5 mm の板状に切出し、その切出した α -SiC 単結晶基板 1 の表裏両面を約 50 μ m 研磨するとともに、片方の切出面 1a が RMS 10 オングストローム以下の平滑な鏡面に加工されている。

【0013】

一方、熱CVD法により製作された厚さ 1 mm の β -SiC 多結晶板 2 のミラー指数 (220) 面 2a を研磨するとともに、その研磨した (220) 面 2a を RMS 10 オングストローム以下の平滑な鏡面に加工している。

【0014】

そして、上記 α -SiC単結晶基板1の平滑な鏡面からなる切出面1aと β -SiC多結晶板2の平滑な鏡面からなるミラー指数(220)面2a同士を重ね合わせ、これをカーボン発熱体を用いた高温電気炉内に配置するとともに、その炉内にArガスを吹き込んで不活性ガス雰囲気中とし、この雰囲気中で両者1, 2を1100℃から2200±100℃まで30分かけて平均速度で昇温し、かつ、その2200±100℃の温度を1時間保持させるといった熱処理を行なうことにより、上記 α -SiC単結晶基板1の切出面1aと β -SiC多結晶板2のミラー指数(220)面2aとの境界面3で固相成長を生じさせ β -SiC多結晶板2に境界面3の全域において α -SiC単結晶基板1に倣ってその切出面1a方位の結晶方位を持つ無色透明に近い単結晶部4が一体に育成される。

【0015】

因みに、本出願人は上記のようにして育成された単結晶SiCの試料について、X線回折装置を用いて結晶によるX線の回折を行なった。その結果、 β -SiC多結晶板2に育成された単結晶部4は、 α -SiC単結晶基板1に倣って

【外8】

(11 $\overline{2}$ 0)

方位の結晶方位を持つ α -(6H)-SiC単結晶であることが確認された。

【0016】

また、偏光顕微鏡により観察の結果、 β -SiC多結晶板2に育成された単結晶部4にはマイクロパイプMが全く生じてないことが確認され、さらにラングカメラによる観察からも結晶の均一性が認められ、高品位な単結晶SiCであることが確認できた。

【0017】

なお、上記 α -SiC単結晶基板1の切出面1aと β -SiC多結晶板2のミラー指数(220)面2aとの重ね合わせ部に SiO_2 (シリカ)やSiあるいはそれらの混合物からなる薄い層を介在させてもよい。

【0018】

【発明の効果】

以上のように、請求項1及び請求項3に記載の発明によれば、 α -SiC単結晶基板のミラー指数

【外9】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±10°に沿った切出面と β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面といったSi原子とC原子の原子配置が同じ面同士を重ね合わせて境界面での結晶成長条件を均一化するとともに、 α -SiC単結晶基板のマイクロパイプが引き継がれたり、歪みとして転嫁されることもなく、不活性ガス雰囲気中での熱処理に伴い、 β -SiC多結晶板を境界面の全域からほぼ一齊かつ急速に α -SiCに転化させる固相成長を生じさせて、マイクロパイプ欠陥はもとより、結晶成長速度の不揃いによる歪や結晶粒界の出現のない非常に高品位な単結晶SiCを育成することができ、これによって、既存の半導体材料に比べて高温、高周波、耐電圧、耐環境性などに優れパラーデバイス用半導体材料として期待されている単結晶SiCの実用化を促進することができるという効果を奏する。

【0019】

また、 β -SiC多結晶板として、熱CVD法により板状に製作された高純度でボイドなどの欠陥のないものを使用することによって、 α -SiC単結晶基板の切出面と β -SiC多結晶板の(220)面との間に結晶粒界などが形成されることはなく、一層高品位の単結晶SiCを得ることができる。

【0020】

また、単結晶SiCの育成方法において、 α -SiC単結晶基板の切出面の少なくとも片面及び β -SiC多結晶板のミラー指数(220)面の少なくとも片面をそれぞれRMS10オングストローム以下の平滑な鏡面に加工することによって、両面を密着させて境界面に残留歪や結晶粒界が発生することなくし、高

品位な単結晶SiCを工業的規模で効率よくかつ安定に育成し供給することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】

本発明に係る単結晶SiCの断面構造を示す模式図である。

【図2】

本発明に用いる α -SiC単結晶基板のミラー指数面を説明する図である。

【図3】

従来の昇華再結晶法のうち、 α -SiC単結晶基板の(0001)面上にSiC単結晶を気相成長により育成させる最も一般的な方法を示す模式図である。

【図4】

従来の昇華再結晶法のうち、ミラー指数

【外10】

(11 $\overline{2}$ 0)

に沿って切断した面を露出させた α -SiC単結晶基板の切断露出面上に気相成長によりSiC単結晶を一体に育成させる方法を示す模式図である。

【符号の説明】

1 α -SiC単結晶基板

1 a 切出面

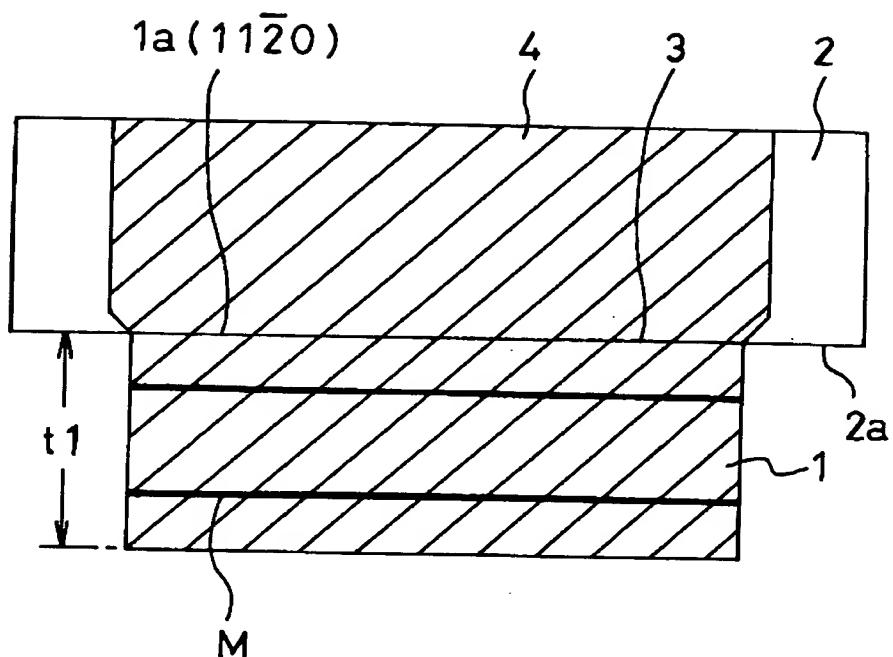
2 β -SiC多結晶板

2 a (220)面

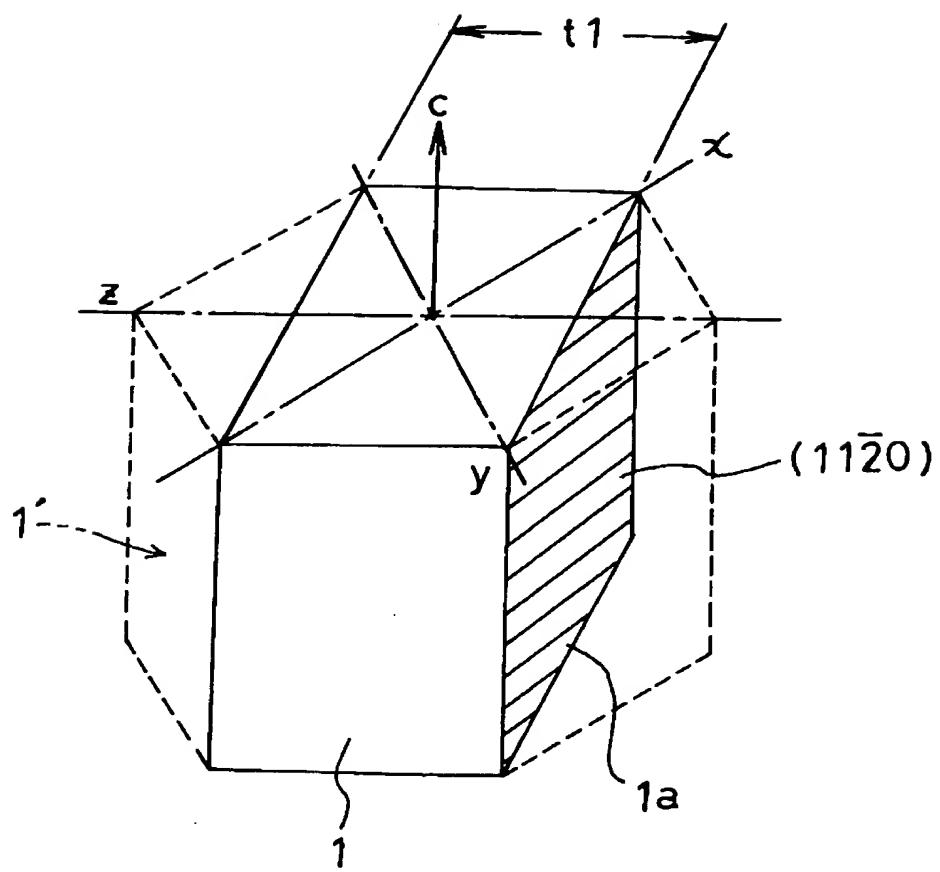
3 境界面

4 単結晶部

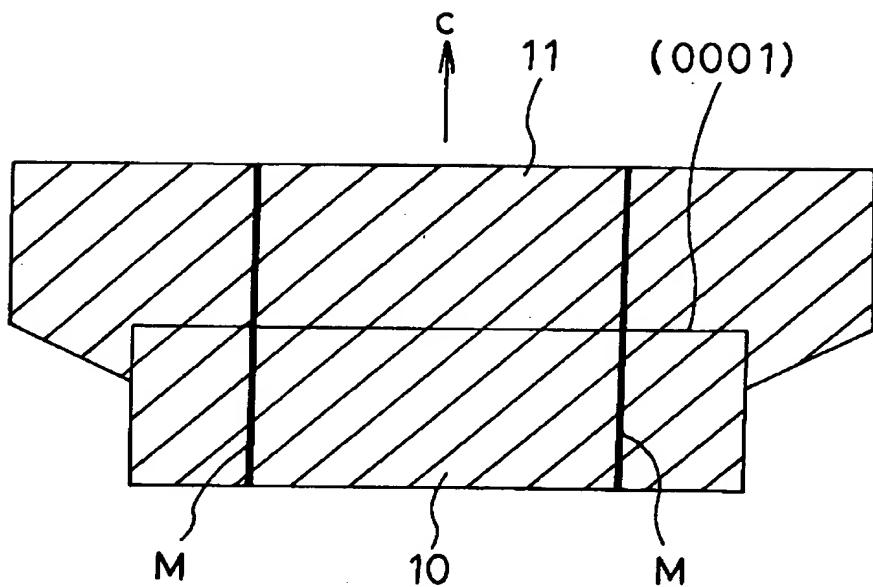
【書類名】 図面
【図1】



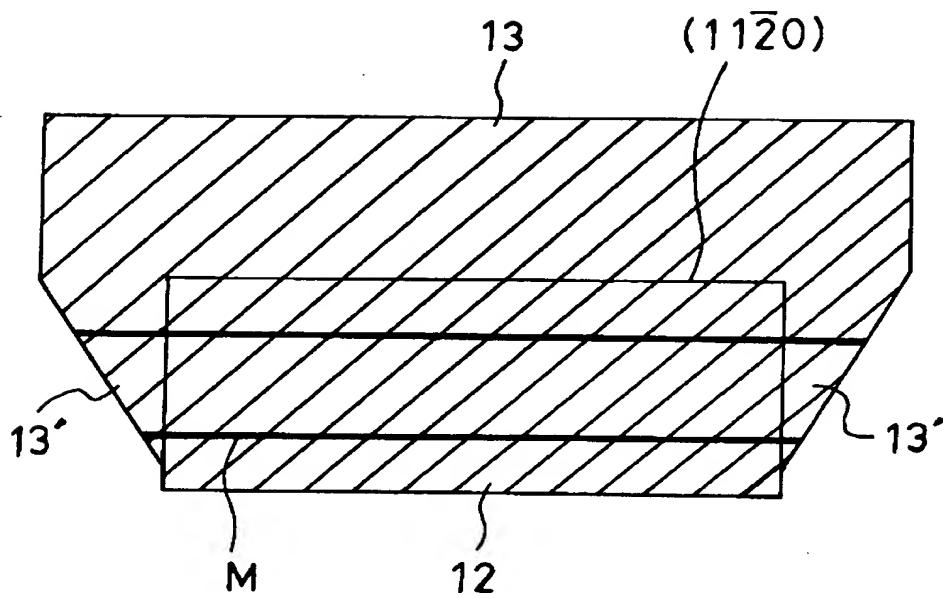
【図2】



【図3】



【図4】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 単結晶基板の有するマイクロパイプの影響が引き継がれないようにして、歪み及びマイクロパイプ欠陥が出現しない高品位な単結晶S i Cが得られるようとする。

【解決手段】 ミラー指数

【外11】

(11 $\bar{2}$ 0)

面±10°に沿って板状に切出した α -SiC単結晶基板1の切出面1aと、 β -SiC多結晶板2のミラー指数(220)面2aとを重ね合わせて、不活性ガス雰囲気中で熱処理することにより α -SiC単結晶基板1に倣って β -SiC多結晶板2に切出面1a方位の結晶方位を持つ単結晶部4を一体に育成する。

【選択図】 図1

出願人履歴情報

識別番号 [000229737]

1. 変更年月日 1990年 8月23日

[変更理由] 新規登録

住 所 大阪府大阪市淀川区野中南2丁目11番48号
氏 名 日本ピラー工業株式会社